

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-71845

(43)公開日 平成9年(1997)3月18日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00 38/32	3 0 2		C 2 2 C 38/00 38/32	3 0 2 Z

審査請求 未請求 請求項の数1 O L (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平7-226762

(22)出願日 平成7年(1995)9月4日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 五十嵐 正晃

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(72)発明者 仙波 潤之

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(72)発明者 宮田 佳織

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 森 道雄 (外1名)

(54)【発明の名称】 高C r フェライト系耐熱鋼

(57)【要約】

【課題】高温高压の超々臨界圧ボイラ等に用いることができる耐熱鋼、すなわち、高温における母材および溶接継ぎ手部のクリープ強度および韌性に優れた高C r フェライト系耐熱鋼を提供する。

【解決手段】重量%で、

C :0.02 ~0.15%、 Si:0 ~1.0%、
Mn:0.05 ~1.5%、 P :0.030%以下、
S :0.015% 以下、 Cr:8.0 ~13.0%、
W :2.5~4.0%、 Mo:0 ~0.2%、
Co:2.5~8.0%、 V :0.10~0.50%、
Ta:0.01 ~0.20%、 Nb:0.01~0.15%、
Nd:0.001~0.24%、 Hf:0.001 ~0.20%、
N :0.020~0.12%、 B :0 ~0.020%、
sol.Al:0.001~0.050%

を含有し、残部がF eおよび不可避の不純物からなる高C r フェライト系耐熱鋼。

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、

C :0.02 ~0.15%、 Si:0~1.0%、
 Mn:0.05 ~1.5%、 P :0.030% 以下、
 S :0.015% 以下、 Cr:8.0~13.0%、
 W :2.5~4.0%、 Mo:0~0.2%、
 Co:2.5~8.0%、 V :0.10 ~0.50%、
 Ta:0.01 ~0.20%、 Nb:0.01 ~0.15%、
 Nd:0.001~0.24%、 Hf:0.001~0.20%、
 N :0.020~0.12%、 B :0~0.020%、
 sol.Al:0.001~0.050%

を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる化学組成を備えた溶接継ぎ手部の高温長時間クリープ強度と靱性に優れた高Crフェライト系耐熱鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高Crフェライト系の耐熱鋼に関する。本発明の耐熱鋼は、高温における長時間クリープ強度および常温における靱性に優れ、特に、溶接継ぎ手部の高温長時間クリープ強度および靱性に優れている。したがって、本発明の耐熱鋼は、ボイラ、原子力発電設備、化学工業装置など高温、高圧下で操業される装置用材料、具体的には、熱交換用の鋼管あるいは压力容器用の鋼板、タービン用材料等に適している。

【0002】

【従来の技術】ボイラ、原子力発電設備、化学工業装置等の装置は、高温、高圧下で長時間使用される。したがって、これらの装置に用いられる耐熱鋼は、高温における強度、耐食性、耐酸化性および常温における靱性等に優れていることが要求される。

【0003】さらに、これらの耐熱鋼は、溶接構造部材としても使用されるので、溶接継ぎ手部の高温長時間クリープ強度および靱性に優れていることも必要である。

【0004】これらの用途には、従来、オーステナイト系ステンレス鋼（例えば、JIS-SUS321H、同SUS347H鋼）、低合金鋼（例えば、JIS-STBA24(2・1/4Cr-1Mo)）、さらには、9~12Cr系の高Crフェライト鋼（例えば、JIS-STBA26(9Cr-1Mo鋼)）などが用いられてきた。なかでも、高Crフェライト鋼は、500~650℃の温度域において、強度、耐食性の点で低合金鋼よりも優れている。また、高Crフェライト鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて安価であること、熱伝導率が高く、かつ熱膨張率が小さいので、耐熱疲労性に優れていること、またスケール剥離が起りにくい特性を備えていることといった特長がある。この他、高Crフェライト鋼は、応力腐食割れを起こさないことなどの長所を持っているため、広く利用されている。

【0005】近年、火力発電においては、熱効率の向上

を図るために、ボイラの蒸気条件の高温化、高圧化が進められている。すなわち、現状の超臨界圧条件の538℃、246気圧から、将来は650℃で350気圧というような超々臨界圧条件での操業が計画されている。このような蒸気条件の変化に伴って、ボイラ用鋼管に対して要求される性能は、ますます過酷化してきている。そのため、従来の高Crフェライト鋼は、上記のような高温における長時間クリープ強度、耐酸化性等の特性について、十分に應えることができなくなっているのが実状である。

【0006】オーステナイト系ステンレス鋼は、上記の要求に應えることができる性能を持っている。しかし、オーステナイト系ステンレス鋼は、価格が高いために、経済性の観点から、商業的な設備への使用範囲は限られている。したがって、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて安価な高Crフェライト鋼の特性を改良し、使用可能範囲を広げようとする努力が行われている。

【0007】高Crフェライト鋼の特性の改良対策として、従来の高Crフェライト鋼にWを含有させた耐熱鋼が開発されている。例えば、特開平3-97832号公報には、従来よりもW含有率を高くし、さらに、高温における耐酸化性を向上させるためにCuを含有させた高Crフェライト鋼が開示されている。また、特開平4-371551号公報および特開平4-371552号公報には、WおよびMoを含有させ、MoとWの含有率の適正な割合を選択するとともに、CoおよびBの両者を含有させることにより、高温における強度と靱性を高めた高Crフェライト鋼が提案されている。

【0008】これら的高Crフェライト鋼は、Wを多量に含有しているので、高温クリープ強度に優れている。しかし、Wは、Mo、Cr等と共にフェライト生成元素であるため、多量に含有する場合には、鋼中にδフェライトが生成する。その結果、高Crフェライト鋼の靱性が低下するという弊害が生じる。

【0009】靱性低下の防止には、高Crフェライト鋼の組織をマルテンサイト組織単相とすることが有効である。その点を考慮して、特開平5-263196号公報には、Cr含有率を低くすることにより、マルテンサイト組織単相とした耐熱鋼が開示されている。また、特開平5-311342号、同5-311343号、同5-311344号、同5-311345号、同5-311346号公報には、高Crフェライト鋼に対して、オーステナイト生成元素であるNi、Cu、Co等を含有させることによって、靱性を向上させた高Crフェライト鋼が提案されている。

【0010】上記の特開平5-263196号公報に開示されている高Crフェライト鋼においては、Mo、Ni等が、鋼の表面に生成する緻密で安定なコランダム型のCr₂O₃からなるスケール層を破壊するために、耐水蒸気酸化性に劣るという欠点がある。また、特開平5

ー311342号公報等に開示されている高Crフェライト鋼は、Ni、Cu等を多量に含有しているため、溶接継ぎ手におけるクリープ強度の低下、特に溶接熱影響部(HAZ)が軟化するために、長時間クリープ強度に劣るという問題がある。

【0011】溶接継ぎ手部の靱性の向上を目的として、特開平2-294452号公報には、溶接熱影響部における δ -フェライトの生成を防止するために、Mn、Ni、Cuの含有率の和を制限した高Crフェライト鋼が開示されている。また、特開平6-65689号公報には、 Ta_2O_5 のような酸化物の分散強化によって、溶接熱影響部の軟化を防止した耐熱鋼が示されている。しかし、前述の厳しい要求に応えられるような、高温における長時間クリープ強度、靱性等すべての特性を満足することはできない。

【0012】

【発明が解決しようとする課題】上述のように、高温高圧の超々臨界圧条件下における長時間クリープ強度、靱性等の特性、さらには溶接継ぎ手における高温長時間クリープ強度と靱性に要求される厳しい性能を満足する高Crフェライト系の耐熱鋼は、未だに開発されていないのが実状である。

【0013】本発明は、上記の実状を考慮してなされたものであって、600℃を超えるような高温において、高温長時間クリープ強度、常温における靱性に優れるとともに、溶接継ぎ手における高温長時間クリープ強度および靱性に優れた高Crフェライト系耐熱鋼を提供することを目的としている。

【0014】

【課題を解決するための手段】本発明らは、600℃を超える温度条件で、母材および溶接継ぎ手部分が優れた長時間クリープ強度、常温における靱性を備える高Crフェライト系の耐熱鋼の開発を目標として、研究開発を行った。そのために、高Crフェライト鋼の母材およびその溶接継ぎ手における高温長時間クリープ強度および常温における靱性等の特性と、鋼の化学組成および金属組織(ミクロ組織)との関係について詳細に検討した。その結果、次のような新たな知見を得た。

【0015】ー長時間クリープ強度および靱性についてー

① 高Crフェライト鋼の金属組織は、焼きならしおよび焼き戻し処理によって、炭窒化物が析出したマルテンサイト組織となる。この出発組織によって、鋼の初期強度が決定される。しかし、600℃を超える温度で使用される場合には、マルテンサイト組織が時間とともに回復軟化するので、クリープ強度が維持されない。

【0016】② 600℃を超える温度においても、高Crフェライト鋼の長時間クリープ強度を向上させるためには、長時間の使用中に金属組織内に微細な $F_{e7}W_6$ 型の μ 相を均一に分散析出させることが極めて有効で

ある。この μ 相は、マルテンサイト組織の回復軟化後もクリープ強度を維持できる働きを持っているからである。

【0017】③ 微細な μ 相を分散して析出させるためには、Wを単独で多量に含有させるか、またはWとMoを複合で用いる場合はWに対するMoの割合を低くすることが有効である。その理由は、Moが多い場合には、 μ 相が旧オーステナイト粒界やマルテンサイトラス界面に局所的に析出するのに対して、Wが多い場合には、Wの拡散速度が遅いため、 μ 相が粒界の他に粒内にも析出するためである。また、 μ 相が安定に存在できる温度の上限が高いので、高い温度まで μ 相の効果を発揮させるのに有利である。

【0018】④ 微細な μ 相が分散して析出した状態では、 μ 相に起因する靱性の低下は起こらない。

【0019】ー溶接継ぎ手部の特性についてー

⑤ マルテンサイト組織単相の高Crフェライト鋼の溶接継ぎ手部の長時間クリープ破断は、溶接熱影響部(HAZ)と母材の境界でせん断的に生じる。この境界部のせん断的な破壊は、HAZ軟化層へのクリープ歪の集中が原因であり、その防止には、局所的な軟化層の解消、または軟化層の分散化が有効である。

【0020】⑥ HAZ軟化層の形成は、溶接後の熱処理の際に、軟らかいマルテンサイト組織が生成することに起因している。すなわち、焼戻しマルテンサイト組織が、溶接入熱によって部分的には A_{C3} 変態点をこえて逆変態し、あるいは逆変態しない場合でも A_{C1} 変態点近傍の熱履歴を再度受けた状態となる。その結果、焼きならしおよび焼き戻し処理よりも高温に加熱され、母材の焼戻しマルテンサイト組織とはまったく異なる組織となる。これを溶接後熱処理として再度焼戻し軟化処理を実施しても、HAZでは連続的に変化した組織となる。結果的には、母材にもっとも近いHAZと母材境界のいわゆる低温HAZにおいて、もっとも軟化が大きくなる。この低温HAZにおいては、溶接入熱により A_{C1} 変態点直上に加熱されて、組織が部分的にオーステナイト変態する。この低温で生成したオーステナイト相はC、N等の固溶量が小さいので、再度溶接後熱処理によって焼き戻されると転位密度の低い、相対的に軟らかいマルテンサイト組織となり、軟化の原因となる。その中でもHAZと母材の境界部の軟化がもっとも激しいために、上記の破壊が生じる。このように、破壊の原因は、従来考えられている溶接後の冷却過程における δ -フェライト相の生成に起因しているのではない。

【0021】⑦ 母材および溶接継ぎ手部の高温長時間クリープ強度は、Nd(ネオジウム)およびTaを含有させることによって向上できる。さらに、溶接継ぎ手部の高温長時間クリープ強度を向上させるために、Hf、Nbを併用するのがよい。

【0022】本発明は、上記の知見を基に完成されたも

のであって、下記の技術的な思想を基本としている。

【0023】a) 長時間クリープ強度および靱性は、 Fe_7W_6 型を主体とする微細な μ 相を分散して析出させることによって向上させる。

【0024】b) 母材および溶接継ぎ手部の高温長時間クリープ強度は、NdおよびTaの両者を含有させることによって向上させる。溶接継ぎ手部の高温長時間クリープ強度をさらに向上させる場合には、Hf、Nbを併用する。

【0025】上記の技術的な思想を基にした本発明は、
「重量%で、

C:0.02~0.15%	Si:0~1.0%
Mn:0.05~1.5%	P:0.030%以下、
S:0.015%以下、	Cr:8.0~13.0%
W:2.5~4.0%	Mo:0~0.2%
Co:2.5~8.0%	V:0.10~0.50%
Ta:0.01~0.20%	Nb:0.01~0.15%
Nd:0.001~0.24%	Hf:0.001~0.20%
N:0.020~0.12%	B:0~0.020%

sol.Al:0.001~0.050%

を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる化学組成を備える高Crフェライト系耐熱鋼であることを要旨とする。

【0026】

【発明の実施の形態】本発明の高Crフェライト系の耐熱鋼（以下、本発明鋼と記す）に含まれる各合金元素と鋼の特性との関係および各合金元素の含有率の範囲とその限定理由について、以下に説明する。

【0027】C: Cは炭化物MC（Mは合金元素）、 M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ 型の炭化物を形成する（炭窒化物M（C、N）等の形態をとる場合もある）。この炭化物は、本発明鋼の特性に著しい影響を及ぼす。高Crフェライト鋼は、通常、焼きならしおよび焼きもどし処理によって焼きもどしマルテンサイト組織とし、その状態で使用される。長時間、高温下で使用される場合には、VC、（Nb、Ta）C等の微細な炭化物の析出が進行する。これらの炭化物は、長時間クリープ強度を維持する働きをする。この炭化物の効果を得るためには、0.02重量%（以下、化学組成の%表示は重量%）以上のCが必要である。一方、C含有率が0.15%を超えると、高温下で使用される際、初期段階から炭化物の凝集と粗大化が起り、長時間のクリープ強度が低下する。したがって、C含有率は0.02~0.15%が適当である。好ましくは、0.06~0.12%である。

【0028】Si: Siは、溶鋼の脱酸剤として用いられる。この外、高温における耐水蒸気酸化性を向上させるのに有効な元素である。しかし、過剰な場合は、鋼の靱性が低下するので、1%以下がよい。溶鋼が十分なAl量で脱酸される場合には、特にSiを含む必要はない。

【0029】Mn: Mnは、通常、SをMnSとして固定し、鋼の熱間加工性を向上させるために添加される。本発明鋼においては、Mnは高応力下での短時間クリープ強度を向上させる効果もある。その効果を得ることができるMn含有率は、0.05%以上である。一方、1.5%を超えると、鋼の靱性が低下する。したがって、Mn含有率は0.05~1.5%とした。好ましくは、0.10~1.0%である。

【0030】Cr: Crは、本発明鋼の高温における耐食性、耐酸化性、特に耐水蒸気酸化性を確保するために、必要不可欠な元素である。Crを含有する場合には、鋼の表面にCr酸化物を主体とする緻密な酸化皮膜が形成される。この酸化皮膜が、本発明鋼の高温における耐食性や耐酸化性、特に耐水蒸気酸化性を向上させる。

【0031】また、Crは、炭化物を形成してクリープ強度を向上させる働きを持っている。

【0032】これらの効果を得るためには、Cr含有率8.0%以上が必要である。一方、13.0%を超えると、 δ -フェライトが生成しやすくなるので、靱性の低下が起る。したがって、Cr含有率は8.0~13.0%とした。好ましくは、9.0~12.0%である。

【0033】W: Wは、本発明鋼において、クリープ強度を高める上で重要な元素の1つである。Wは、鋼が高温下で使用される場合に、 Fe_7W_6 型の μ 相を主体とする金属間化合物を形成する。この金属間化合物は、結晶粒内に細かく分散して析出するので、長時間クリープ強度を向上させる。また、WはCr炭化物中にも一部固溶し、炭化物の凝集、粗大化を抑制する働きがあるので、本発明鋼の高温における強度の維持にも有効な元素である。Wのこの効果を得るためには、含有率2.5%以上が必要である。一方、4.0%を超えると δ -フェライトが生成しやすくなり、靱性が低下する。したがって、W含有率は2.5~4.0%とした。

【0034】Mo: Moは、主に母材に固溶することによる固溶強化および析出物の形成による析出強化といった働きをする。特に、Moを含む $M_{23}C_6$ 、あるいは M_7C_3 型炭化物は、高温で安定であるために、長時間クリープ強度の確保に対して極めて有効な元素である。しかし、Moは前述のように、耐水蒸気酸化性に対しては有害な元素である。したがって、本発明鋼では、Moを含まなくてもよいが、Moを含む場合は含有率は低い方がよく、0.2%以下とした。

【0035】Co: Coは、本発明鋼において Fe_7W_6 型の μ 相の析出を促進し、クリープ強度の向上に寄与する。また、Coはオーステナイト生成元素であり、マルテンサイト組織の安定化に寄与する元素である。その効果を得るためには、含有率2.5%以上が必要である。一方、8.0%を超えると、鋼の Ac_1 変態点の低下が著しく、高温強度が低下する。したがって、Co含有

率は2.5～8.0%とした。

【0036】V：Vは、微細な炭窒化物を形成してクリープ強度の向上に寄与する元素である。Vの効果は、含有率0.10%以上で現れる。一方、含有率が0.50%を超えると、その効果は飽和するので、V含有率は0.10～0.50%とした。

【0037】Ta、Nb：TaとNbは、ともに窒化物および炭窒化物を形成して、強度および靱性の向上に寄与する。また、Fe₇W₆型のμ相の析出を遅延させる作用があるので、鋼の高温長時間クリープ強度を向上させる元素である。特に本発明鋼においては、Nd、Hfの複合酸化物の生成後、鋼中に微細に分散した(Ta、Nb)炭窒化物が析出する。この(Ta、Nb)炭窒化物は、溶接継ぎ手部において溶接後も安定に存在し、溶接継ぎ手部の軟化を抑制する働きがあり、長時間クリープ強度を向上させる。その効果を得るためには、Nb、Taいずれも0.01%以上を必要とする。しかし、Ta、Nb含有率がそれぞれ0.20%、0.15%を超えると、窒化物が粗大化するので、鋼の靱性が低下する。したがって、Ta含有率は0.01～0.20%、Nb含有率は0.01～0.15%、とした。

【0038】Hf、Nd：HfおよびNdは酸化物を形成する傾向が極めて強く、鋼中の酸素を固定する作用があり、Ta、Nb等が酸素と結合して酸化物となるのを防止する。そのために、Ta、Nbが窒化物および炭窒化物を形成するのを助けることになるので、間接的に鋼の強度、靱性を向上させる作用をもっている。このような効果が得られるのは、Hf含有率0.001～0.10%、Nd含有率0.001～0.24%の範囲である。HfおよびNd含有率の上限をそれぞれ0.10%、0.24%としたのは、この含有率を超えると、鋼の靱性が低下するためである。

【0039】Ndは、さらにNdC₂等の炭化物を形成する。この炭化物は、他のREM炭化物に比べて、マトリックスとの格子不整合(ミスフィット)が小さく、微細かつ安定に存在する。したがって、Ndはクリープ強度の向上にも寄与する。

【0040】N：Nは、窒化物および炭窒化物を形成してクリープ強度、靱性の向上に寄与する重要な元素の1つである。その効果を得るためには、0.01%以上含有することが必要である。しかし、含有率0.12%を超えると窒化物の粗大化が進行し、靱性の低下が著しいので、N含有率は0.01～0.12%とした。好ましくは、0.04～0.08%である。

【0041】B：Bが微量、鋼中に含まれる場合、M₂₃C₆型炭化物が微細に分散して析出する。そのために、高温長時間クリープ強度が向上する。また、厚肉材などで熱処理後の冷却速度が遅い場合には、焼き入れ性を高めて高温強度を向上させる働きがある。本発明鋼では、

Bを含有しなくてもよいが、高温強度を高める目的で含有させてもよい。Bの効果は、0.0005%以上で顕著となるので、含有させる場合は0.0005%以上とするのが望ましい。しかし、0.020%を超えると粗大な析出物を形成し、靱性を低下させるので、その上限は0.020%とした。

【0042】sol. Al：Alは、おもに溶鋼の脱酸剤として添加される。鋼中には、酸化物としてのAlと、酸化物以外の形態で存在するAlがあり、通常後者のAlは分析上、塩酸可溶Al(sol. Al)として区別されている。脱酸効果を得るためには、sol. Al含有率0.001%以上が必要である。一方、0.050%を超えるとクリープ強度の低下を招く。したがって、sol. Al含有率は、0.001～0.050%とした。

【0043】P、S：PおよびSは、不可避の不純物として鋼中に含有され、熱間加工性、溶接部の靱性等に悪影響を及ぼす元素である。いずれも、含有率はできるだけ低い方がよい。P、Sの含有率は、それぞれ0.030%以下、0.015%以下が望ましい。

【0044】本発明鋼は、通常工業的に用いられている製造設備および製造プロセスによって製造することができる。本発明鋼の化学組成の鋼を得るには、電気炉、転炉などの炉によって精錬し、脱酸剤および合金元素の添加によって成分調整すればよい。特に厳密な成分調整を必要とする場合には、合金元素を添加する前に、溶鋼に真空処理を施す方法を採用してもよい。

【0045】所定の化学組成に調整された溶鋼は、連続鋳造法または造塊法によって、スラブ、ビレットまたは鋼塊に鋳造される。これらのスラブ、鋼塊などから、鋼管、鋼板などを製造する。継ぎ目無し鋼管を製造する場合には、例えば、ビレットを押し出し製管すればよい。また、鋼板を製造する場合には、スラブを熱間圧延することによって熱延鋼板を得ることができる。冷延鋼板を製造する場合には、熱延鋼板をさらに冷間圧延すればよい。

【0046】

【実施例】本発明鋼の性能を実施例によって以下に説明する。実施例における試験方法とその結果は下記のとおりである。

【0047】表1および表2に、本試験に用いた供試材の化学組成を示す。表1には、本発明鋼の供試材の化学組成を示し、表2には、比較鋼(従来鋼を含む)の供試材の化学組成を示した。表2の供試材No. 43、44は、従来の9%Crフェライト系耐熱鋼(従来鋼)であり、それぞれJIS STBA26、ASTM A213 T91に規定されている鋼である。

【0048】

【表1】

表 1

(化学組成の単位: 重量%)

No	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	Co	V	Ta	Nb	Nd	Hf	N	B	sol. Al	その他
1	0.08	0.15	0.20	0.014	0.0004	10.20	3.12	-	4.33	0.21	0.04	0.07	0.05	0.005	0.044	0.0025	0.003	
2	0.10	0.20	0.21	0.015	0.0008	10.56	3.05	-	3.82	0.20	0.05	0.06	0.03	0.03	0.063	0.0033	0.005	
3	0.11	0.19	0.18	0.023	0.0012	10.38	2.94	-	3.16	0.24	0.07	0.07	0.06	0.01	0.053	-	0.004	
4	0.09	0.25	0.22	0.021	0.0005	10.85	2.85	0.04	4.98	0.22	0.07	0.06	0.07	0.01	0.042	0.0028	0.006	
5	0.10	-	0.28	0.014	0.0002	11.24	3.15	-	5.04	0.28	0.06	0.05	0.03	0.02	0.055	0.0051	0.015	
6	0.10	0.24	0.25	0.011	0.0004	10.85	3.08	0.02	4.77	0.25	0.10	0.07	0.04	0.008	0.061	0.0054	0.009	
7	0.07	0.30	0.31	0.009	0.0003	10.54	3.22	0.05	3.96	0.22	0.11	0.08	0.05	0.01	0.039	0.0028	0.013	
8	0.11	0.24	0.30	0.021	0.0010	10.81	3.49	0.15	4.86	0.21	0.07	0.07	0.05	0.02	0.082	-	0.004	
9	0.13	0.25	0.29	0.017	0.0011	10.25	3.01	0.03	5.11	0.19	0.06	0.07	0.02	0.03	0.025	0.0032	0.012	
10	0.11	0.33	0.19	0.015	0.0005	10.11	3.77	0.04	4.82	0.31	0.14	0.06	0.01	0.05	0.112	0.0024	0.009	
11	0.10	0.15	0.08	0.011	0.0006	9.85	3.14	-	3.31	0.25	0.07	0.08	0.03	0.03	0.054	0.0020	0.011	
12	0.10	0.41	0.02	0.010	0.0002	9.92	3.57	-	3.71	0.24	0.09	0.07	0.14	0.03	0.044	0.0021	0.003	
13	0.11	0.30	0.21	0.007	0.0004	10.10	3.24	-	4.54	0.24	0.11	0.06	0.04	0.01	0.048	0.0026	0.010	
14	0.10	0.28	0.45	0.001	0.0005	11.35	3.27	0.02	3.86	0.20	0.07	0.06	0.03	0.009	0.052	0.0031	0.011	
15	0.11	0.25	0.23	0.001	0.0004	9.03	3.09	0.15	4.03	0.21	0.08	0.07	0.20	0.01	0.037	0.0033	0.007	
16	0.12	-	0.68	0.001	0.0012	10.48	3.11	0.11	4.16	0.19	0.07	0.07	0.03	0.02	0.048	-	0.012	
17	0.11	0.29	0.92	0.015	0.0006	9.36	3.40	0.04	4.75	0.20	0.12	0.06	0.01	0.04	0.050	0.0028	0.003	
18	0.10	0.05	0.21	0.014	0.0014	12.03	3.18	0.05	4.39	0.22	0.07	0.07	0.03	0.02	0.049	0.0021	0.011	
19	0.10	0.24	0.19	0.015	0.0007	12.25	3.03	-	4.51	0.21	0.05	0.04	0.04	0.13	0.052	0.0019	0.005	
20	0.10	0.28	0.20	0.016	0.0006	10.41	3.09	0.02	4.93	0.23	0.07	0.06	0.03	0.01	0.065	0.0075	0.004	
21	0.11	0.16	0.22	0.024	0.0006	10.89	3.11	-	4.27	0.24	0.06	0.11	0.04	0.03	0.055	0.0080	0.005	

【0049】

【表2】

表 2

(化学組成の単位: 重量%)

No	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	Co	V	Ta	Nb	Nd	Hf	N	B	sol. Al	その他
22	0.01*	0.45	0.49	0.015	0.0008	9.13	2.92	0.05	3.56	0.20	0.04	0.05	0.05	0.03	0.051	0.0024	0.009	
23	0.17*	0.39	0.52	0.017	0.0012	8.86	2.75	0.15	3.06	0.21	0.03	0.04	0.01	0.02	0.050	0.0018	0.007	
24	0.09	1.22*	0.82	0.025	0.0015	8.99	3.07	-	4.65	0.21	0.08	0.05	0.04	0.05	0.075	0.0052	0.007	
25	0.10	0.25	1.74*	0.018	0.0005	11.34	2.83	0.06	3.25	0.24	0.05	0.07	0.03	0.05	0.051	0.0036	0.006	
26	0.10	0.29	0.88	0.045*	0.0173*	8.89	2.56	0.11	4.08	0.23	0.09	0.10	0.05	0.10	0.063	0.0081	0.005	
27	0.11	0.28	0.65	0.017	0.0012	7.26*	2.68	0.04	4.11	0.26	0.03	0.07	0.05	0.04	0.055	0.0026	0.012	
28	0.10	0.29	0.50	0.012	0.0009	13.52*	2.94	-	3.52	0.25	0.03	0.10	0.01	0.05	0.063	0.0018	0.009	
29	0.10	0.31	0.47	0.001	0.0012	9.44	3.02	0.58*	3.05	0.26	0.09	0.05	0.01	0.03	0.055	0.0024	0.008	
30	0.11	0.28	0.46	0.015	0.0009	9.23	2.05*	0.02	3.55	0.21	0.07	0.06	0.05	0.04	0.053	0.0018	0.009	
31	0.10	0.29	0.44	0.015	0.0008	8.94	4.33*	0.05	4.86	0.23	0.07	0.06	0.05	0.04	0.073	0.0085	0.011	
32	0.11	0.24	0.44	0.015	0.0010	8.89	3.20	0.05	1.25*	0.21	0.11	0.05	0.03	0.05	0.055	0.0051	0.009	
33	0.10	0.28	0.53	0.015	0.0008	8.91	2.96	-	8.86	0.25	0.10	0.05	0.05	0.04	0.082	0.0047	0.010	
34	0.10	0.30	0.49	0.021	0.0014	8.85	2.88	0.05	4.83	0.02*	0.07	0.05	0.04	0.03	0.054	0.0027	0.009	
35	0.10	0.27	0.44	0.016	0.0009	8.84	2.96	-	3.88	0.77*	0.06	0.05	0.10	0.05	0.062	0.0033	0.010	
36	0.10	0.29	0.51	0.014	0.0008	8.95	2.77	0.05	3.54	0.25	0.05	0.21*	0.05	0.04	0.071	0.0028	0.009	
37	0.10	0.33	0.34	0.015	0.0015	8.35	2.89	0.04	3.88	0.24	0.25*	0.07	0.09	0.09	0.059	0.0018	0.011	
38	0.11	0.27	0.50	0.015	0.0014	8.85	3.06	0.12	3.45	0.23	0.07	0.06	0.08	0.28*	0.053	0.0005	0.018	
39	0.10	0.25	0.49	0.014	0.0007	9.24	2.81	0.11	3.61	0.25	0.05	0.09	0.27*	0.09	0.071	0.0012	0.013	
40	0.08	0.31	0.44	0.015	0.0005	9.04	3.00	0.05	3.95	0.24	0.05	0.05	0.05	0.10	0.055	0.0003	0.065*	
41	0.09	0.30	0.82	0.018	0.0005	8.79	3.03	0.04	3.99	0.22	0.07	0.07	0.04	0.08	0.140*	0.0009	0.014	
42	0.07	0.33	0.54	0.015	0.0009	9.01	2.96	0.04	3.92	0.21	0.10	0.06	0.09	0.11	0.059	0.031*	0.008	
43	0.13	0.59	0.37	0.021	0.005	8.78	- *	1.01*	- *	- *	- *	- *	- *	-	0.026	-	0.003	Ni:0.13
44	0.11	0.42	0.39	0.014	0.003	8.42	- *	0.95	- *	0.21	- *	0.07	- *	-	0.051	-	0.012	Ni:0.06

*: 本発明鋼の化学組成の範囲外

【0050】各供試材の製造方法は次のとおりである。まず、容量50Kgの真空高周波誘導炉によって原料を溶解し、所定の化学組成に成分調整した後、直径144mmの鋼塊に鑄造した。得られたインゴットを温度1300～1000℃で熱間鍛造して、幅200mm、長さ400mm、厚さ25mmの供試材を作製した。各供試材に対しては、次の熱処理を行った。供試材No. 45、46の従来鋼は、950℃で1時間保持後、空冷の焼きならし処理と、さらに750℃で1時間保持後、空冷の

焼きもどし処理を施した。その他の供試材に対しては、1050℃で1時間保持後、空冷の焼きならし処理、さらに780℃で1時間保持後、空冷の焼きもどし処理を行った。

【0051】これらの供試材から、母材および溶接継ぎ手部の高温クリープ強度および靱性評価用の試験片を作製した。溶接継ぎ手部の試験片の作製方法は、次のとおりである。板状の供試材の一部に60°開先加工を施し、共金系溶接材料を用いて溶接継ぎ手を作製した。溶

接方法は、第1層はTIG溶接、第2層以降は手溶接とした。また、溶接後熱処理は、740℃、2時間保持後、炉冷とした。

【0052】図1(a)に、溶接継ぎ手部の衝撃試験片の採取位置、同図(b)に衝撃試験片の形状と溶金部の位置の関係、図2に溶接継ぎ手部のクリープ試験片の形状と溶金部の位置の関係を示した。

【0053】高温クリープ強度および靱性評価のための試験方法、試験条件は下記のとおりである。

【0054】[高温クリープ強度] 高温クリープ強度は、下記の試験条件によるクリープ破断試験によって評価した。

【0055】

試験片 : 径 6.0mm、
標点距離 30mm

保持温度 : 650℃

応力 : 98MPa

測定項目 : 破断時間

[靱性] 靱性は、下記の試験条件によるシャルピー衝撃試験によって評価した。

【0056】

試験片 : 幅 10mm、厚さ 10mm

長さ 55mm、

ノッチ 2mmV形

試験温度 : 0℃

測定項目 : 衝撃値

表3および表4に、これらの試験結果を示した。表3は本発明鋼の供試材、表4は比較鋼(従来鋼を含む)の供試材に関する試験結果である。

【0057】

【表3】

表 3

供試材	クリープ破断時間 (Hr)		衝撃値 vE_0 (J/cm ²)			
	650℃、98MPa		継手		継手	
	母材	継手	母材	母材	継手	母材
1	15541	15423	0.99	128	110	0.86
2	15723	15037	0.96	141	138	0.99
3	15341	13865	0.90	143	138	0.97
4	15963	14958	0.99	159	150	0.94
5	15193	15034	0.99	192	178	0.93
6	15496	14880	0.96	188	171	0.91
7	14980	14759	0.99	179	170	0.95
8	15012	14751	0.98	165	158	0.96
9	14785	14463	0.98	173	169	0.98
10	15583	14859	0.95	188	177	0.95
11	15034	14320	0.95	191	180	0.94
12	15131	14586	0.96	184	173	0.94
13	14951	14118	0.94	190	170	0.89
14	16038	15043	0.94	195	180	0.92
15	15031	14888	0.99	172	166	0.97
16	15036	14195	0.94	175	165	0.94
17	14956	14002	0.94	138	132	0.96
18	15038	14464	0.96	165	158	0.96
19	14608	14053	0.96	192	183	0.98
20	15107	14499	0.96	156	151	0.97
21	15294	14593	0.95	180	173	0.98

【0058】

【表4】

表 4

供試材	クリープ破断時間 (hr)			衝撃値 vE_0 (J/cm ²)		
	650℃、98MPa		継手 母材	母材	継手	継手 母材
	母材	継手				
22	743	661	0.89	110	109	0.91
23	6139	3644	0.59	32	11	0.34
24	8531	5529	0.65	26	9	0.35
25	7493	6012	0.80	35	21	0.60
26	4372	3149	0.72	41	36	0.88
27	9136	6502	0.71	151	130	0.86
28	14385	7541	0.52	54	31	0.57
29	10371	6853	0.64	114	86	0.75
30	3210	2871	0.89	173	166	0.96
31	15016	7351	0.49	32	13	0.41
32	3169	2231	0.70	53	41	0.77
33	8315	6582	0.79	109	76	0.70
34	2184	1847	0.85	132	111	0.84
35	5197	3271	0.63	27	16	0.59
36	7430	5834	0.79	33	21	0.64
37	6438	5831	0.91	22	13	0.59
38	9859	7284	0.74	35	21	0.60
39	7541	7016	0.93	43	30	0.70
40	6431	5310	0.83	51	17	0.33
41	5835	4187	0.72	14	12	0.86
42	8473	4310	0.51	87	16	0.18
43	10	7	0.70	101	63	0.62
44	18	16	0.89	174	98	0.56

【0059】表3に示すように、本発明鋼の供試材No. 1～21については、650℃、98MPaにおけるクリープ破断時間は、母材、継ぎ手ともに13800時間以上、衝撃値は母材継ぎ手ともに110J/cm²以上で、いずれも、優れた性能を備えていた。また、母材のクリープ破断時間に対する継ぎ手部のクリープ破断時間の比は0.86以上、同じく衝撃値の比は0.90以上で、溶接継ぎ手部の高温クリープ強度および靱性は母材に匹敵する性能であった。

【0060】一方、表4に示すように、比較鋼の供試材No. 22～44については、一部の供試材にクリープ破断時間あるいは衝撃値に、本発明鋼並みの高い値が認められた。しかし、母材および継ぎ手部の両方について、これらの2つの特性をともに満足する供試材はなかった。特に、母材の性能がよい場合でも、継ぎ手部の性能は不良であった。また、供試材No. 43、44の従来鋼については、650℃、98MPaの条件におけるクリープ破断時間が、20時間未満であり、高温クリープ強度が著しく不良であった。

【0061】上述のように、実施例の本発明鋼は比較鋼または従来鋼に比べて、母材および溶接継ぎ手ともに高温クリープ強度および靱性が格段に優れていることが実証された。

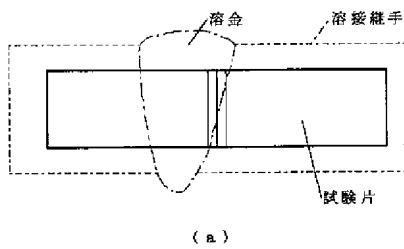
【0062】

【発明の効果】本発明の高Crフェライト系の耐熱鋼は、600℃を超える高温における母材および溶接継ぎ手部の長時間クリープ強度および常温における靱性に優

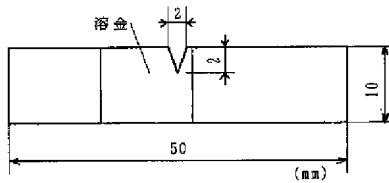
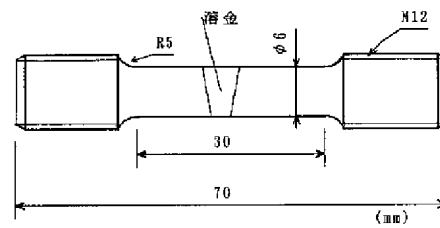
れている。したがって、ボイラー、原子力発電設備、化学工業装置など高温、高圧下で操業される装置用材料、例えば熱交換用の銅管あるいは圧力容器用の銅板、タービン用材料等として好適である。

【図面の簡単な説明】

【図 1】



【図 2】



(b)

【図 1】 (a) は溶接継ぎ手部の衝撃試験片の採取位置、 (b) は衝撃試験片の形状と溶金部の位置の関係を示す図である。

【図 2】 溶接継ぎ手部のクリープ試験片の形状と溶金部の位置の関係を示す図である。